第51卷 第4期 金属学报 Vol.51 No.4
2015年4月 第473-482页 ACTA METALLURGICA SINICA Apr. 2015 pp.473-482

强磁场对Al-4.5Cu合金定向凝固过程中织构和晶界的影响*

钟 华[1)] 任忠鸣[1)] 李传军[1)] 钟云波[1)] 玄伟东[1)] 王秋良[2)]

1) 上海大学省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200072
2) 中国科学院电工研究所, 北京 100190

摘 要 研究了顺磁性Al-4.5Cu合金添加Al-5Ti-1B细化剂后, 在强磁场下定向凝固时凝固组织中织构的形成规律和晶界特征分布. 结果表明: 当温度梯度为27 K/cm, 未施加磁场时, 细化后晶粒取向杂乱; 施加磁场后, 随着磁场强度的提高, 晶粒位向发生变化, 晶粒沿 α-Al易磁化轴〈310〉发生取向排布. 伴随〈310〉织构的生成, 晶粒中重位点阵(CSL)晶界比例提高. 熔体中具有磁晶各向异性的 α-Al晶粒在磁场下受磁转矩作用发生转动, 是织构生成的主要原因. 还讨论了磁场下流体流动对织构生成和晶界的影响.

关键词 强磁场, Al-4.5Cu合金, Al-5Ti-1B细化剂, 定向凝固, 取向, 晶界特征

中图法分类号 TG146 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)04-0473-10

TEXTURE FORMATION AND GRAIN BOUNDARY CHARACTERISTIC OF Al-4.5Cu ALLOYS DIRECTIONALLY SOLIDIFIED UNDER HIGH MAGNETIC FIELD

ZHONG Hua [1)], *REN Zhongming* [1)], *LI Chuanjun* [1)], *ZHONG Yunbo* [1)], *XUAN Weidong* [1)], *WANG Qiuliang* [2)]

1) State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200072
2) Institute of Electrical Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190

Correspondent: REN Zhongming, professor, Tel: (021)56331102, E-mail: renzm2201@163.com

Supported by National Basic Research Program of China (No.2011CB010404), National Natural Science Foundation of China (Nos.51404148 and 51401116) and Ministry of Major Science & Technology of Shanghai (Nos.13DZ1108200, 13521101102 and 14521102900)

Manuscript received 2014-09-05, in revised form 2015-01-25

ABSTRACT Directional solidification of Al-4.5Cu alloy refined by adding Al-5Ti-1B has been carried out to investigate the texture formation and grain boundary characteristic of the paramagnetic crystal under a high magnetic field. OM and EBSD were applied to analyze the microstructures solidified at different temperature gradients (G) and magnetic field intensities (B). The results show that at the temperature gradient of 27 K/cm, the orientations of fcc α-Al grains without magnetic field are random. However, as a high magnetic field is imposed, the easy magnetization axes 〈310〉 of the α-Al grains are aligned parallel to the direction of the magnetic field leading to 〈310〉 texture. Meanwhile, the ratio of coincidence site lattice (CSL) grain boundaries increases with the increment of mag-

* 国家重点基础研究发展计划项目2011CB010404, 国家自然科学基金项目51404148和51401116及上海市重大科技公关项目13DZ1108200, 13521101102和14521102900资助
收到初稿日期: 2014-09-05, 收到修改稿日期: 2015-01-25
作者简介: 钟 华, 男, 1984年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00496

netic field intensity and reaches its maximum value at 4 T, but decreases as the magnetic field enhances further. On the other hand, when the temperature gradient is elevated, columnar dendrite morphology is exhibited without magnetic field; while a 6 T high magnetic field is introduced, the columnar dendrites are broken and equiaxed grains of random orientations are obtained. The alignment behavior of the free crystals in melt could be attributed to the magnetic crystalline anisotropy of α-Al. Moreover, the influence of fluid flow on the texture formation and CSL grain boundary development under magnetic field is discussed. The absence of convection is benefit for grain reorientation and CSL boundary formation. The application of high static magnetic field will inhibit the macro-scale convection. However, the interaction between thermoelectric current and magnetic field will cause micro-scale fluid flow, *i.e.*, thermoelectric magnetic convection (TEMC). The TEMC will give rise to perturbation near the solid-liquid interface leading to the appearance of freckles as well as the decreasing of the ratio of CSL boundary. Moreover, it is proposed that the formation of CSL boundary is associated with the rotation of the free grains in melt along specific crystallographic axes by magnetic torque.

KEY WORDS high magnetic field, Al-4.5Cu alloy, Al-5Ti-1B refinement, directional solidification, orientation, grain boundary characteristic

织构对多晶材料的力学性能和物理性能有显著影响[1]. 通过控制加工手段, 获得特定的织构一直是研究的热点. 在材料织构化的过程中, 常伴随着晶界特征的改变[2~5]. Garbacz 和 Grabski[6]认为, 织构化强烈影响晶界特征分布, 不同类型的织构对应不同比例的重位点阵(coincidence site lattice, CSL)晶界. 研究[7]表明, 提高晶界中 CSL 晶界比例能改善材料的强度、塑性和耐蚀性等性能.

近年来, 随着超导技术的发展, 强磁场广泛应用于材料制备过程[8~10]. 磁场中固-固相变和固-液相变可以诱发织构生成. 班春燕等[11]发现, Al-2.89Fe 合金(质量分数, %, 下同)在 12 T 强磁场内体凝固时, 初生 Al_3Fe 相沿[121]易磁化方向排列. 左小伟等[12]研究了强磁场下 Fe-49Sn 合金的体凝固行为, 发现随着磁场强度的增加, 富铁相沿平行磁场方向排列程度增加, α-Fe 的(110)晶面 X 射线衍射强度增强. 沈裕等[13]研究了纵向强磁场对 Al-40Cu 过共晶合金定向凝固微观组织的影响, 结果表明, 初生 Al_2Cu 相沿磁场方向排列. Li 等[14,15]研究了 Al-Ni, Bi-Mn 体系在强磁场中定向凝固时初生相的取向行为, 结果表明, Al_3Ni 和 BiMn 初生相沿磁场方向排列. Watanabe 等[16]观察到 Fe-Co 合金在磁场下退火时, 小角晶界和重位点阵晶界的比例随着磁场强度的增大而提高, 并发现这些低能的特殊晶界与材料中织构强度成正比. 孙双双等[17]发现纯 Al 在强磁场下电磁震荡得到的细晶组织中出现了一定比例的重位点阵晶界. 已往研究多针对铁磁性固溶体合金或晶体学对称性较低的六方、四方等金属间化合物, 对顺磁性 fcc 固溶体合金研究较少.

金属在强磁场下定向凝固时, 除磁取向作用外, 还有热电磁效应存在[18]. 热电磁效应可以在液相中驱使流动, 在固相中诱发应力, 使凝固过程微观组织的演化行为更加复杂. Li 等[19]发现, Al-4.5Cu 合金在强磁场下定向凝固时, 可以得到细晶组织, 同时晶粒间小角晶界和 $\Sigma 3$ 晶界的比例提高, 认为这是作用在柱状枝晶上热电磁力的效果. 本研究通过向 Al-4.5Cu 合金中添加 Al-5Ti-1B 细化剂, 以抑制柱状晶的生成, 使糊状区内存在可自由运动的晶粒, 探讨无热电磁力作用时, 顺磁性 fcc α-Al 固溶体合金在强磁场下定向凝固时微观组织中织构的形成和晶界特征分布.

1 实验方法

将高纯金属原料(99.99%Al 和 99.99%Cu)按 Al-4.5Cu 合金重量配比置于刚玉坩埚中, 在电阻炉内加热到 720 ℃, 待其熔化后保温 20 min, 用石墨棒搅拌均匀, 经除气(通入高纯 Ar 气)和扒渣, 按 Ti 质量分数占熔体总重量 0.02%加入 Al-5Ti-1B 细化剂, 静置 5 min, 用内径 3 mm 的石英管负压吸铸, 空气中冷却. 所得试样棒经砂纸打磨, 丙酮超声清洗, 封入内径 3 mm, 外径 5 mm, 长 200 mm 的刚玉管中用于定向凝固实验.

实验装置如文献[20]所述. 纵向强静磁场由 10 T 超导强磁体产生. 定向凝固炉为 Bridgman-type 炉, 控温精度±0.1 ℃, 通过调节炉温在试样中获得不同的温度梯度. 使用文献[21]所述的方法, 测量了不同炉温时试样中的温度梯度: 当炉温为 750, 850 和 950 ℃时, 温度梯度分别为27, 65 和 101 K/cm. 抽拉开始前, 将试样至于炉膛中保温 30 min, 使试样部分熔化, 然后启动步进电机向下抽拉. 本实验中, 抽拉速率恒定为 10 mm/s, 在稳定生长一定距离(50~60 mm)

后, 以15000 mm/s的速率淬入盛有Ga-In-Sn液态金属的水冷腔中. 实验前预先确定不同温度梯度下固液界面的位置, 通过调整炉体高度, 使凝固过程中固液界面始终处于磁场匀强区内.

截取试样淬火得到的固液界面处组织用于金相观察. 沿平行于磁场方向剖开得到纵截面, 经碾磨, 抛光后用0.5%HF溶液(体积分数)腐蚀以显示微观组织, 使用Leica DM6000金相显微镜(OM)进行观察; 截取试样稳定生长段用于取向和晶界分析, 沿垂直于磁场方向切割得到横截面, 经电解抛光后, 用配有Oxford仪器Nordlys菊池花样探头的Applo300扫描电镜(SEM)进行电子背散射衍射(EBSD)分析. 所得数据经HKL公司Channel 5软件处理.

2 实验结果

图1为温度梯度为27 K/cm时, 不同磁场强度下由淬火得到的试样固液界面处(图中虚线所示)的组织形貌. 在固液界面前沿的液相中可以观察到均匀分布的微小晶粒, 表明加入Al-5Ti-1B细化剂后得到的异质形核基底颗粒在液相中分布均匀. 定向凝固开始后, 固液界面前方的液相发生过冷, α-Al获得过冷度在基底上形核长大. 随着凝固的进行, 糊状区中的晶粒不断沉积, 得到细晶组织. 无磁场时(图1a), 固液界面存在较大起伏, 这表明熔体中有流体流动存在. 当施加2 T磁场时(图1b), 固液界面起伏降低, 固相中有“斑状”组织出现, 一般认为“斑状”组织的产生与流体流动相关. 当磁场强度为4 T时(图1c), 固液界面趋于平直, “斑状”组织消失,晶粒较为致密; 当磁场强度提高到6 T后(图1d), 固液界面发生倾斜, 在试样边缘又有新的“斑状”组织出现, 这说明糊状区中有新的流动出现. 以上结果表明, 当温度梯度和抽拉速率恒定时, 随着磁场强度的增加(0~4 T), 熔体中的流动先被抑制; 当磁场增大到一定程度(6 T)后, 熔体内又有新的流动产生.

图2为不同温度梯度下, 有无磁场时, 由淬火得到的固液界面处凝固组织的形貌. 可以看出, 当温度梯度分别为65与101 K/cm时, 无磁场条件下, 凝固组织表现出柱状晶形貌(图2a和c); 在6 T磁场下, 有柱状晶发生破碎(图2b和d), 并出现为等轴晶形貌(图2d).

对试样稳定生长段横截面组织进行EBSD分析, 得到晶粒重构图, 如图3和4所示. 晶粒的颜色对应不同取向. 经统计, 温度梯度为27 K/cm时, 无磁场下平均晶粒直径为143 μm, 施加2, 4和6 T磁场后晶粒平均直径分别为211, 165和215 μm; 当温度梯度提高到65 K/cm后, 无磁场时晶粒平均直径为269 μm, 施加6 T磁场后为236 μm; 当温度梯度

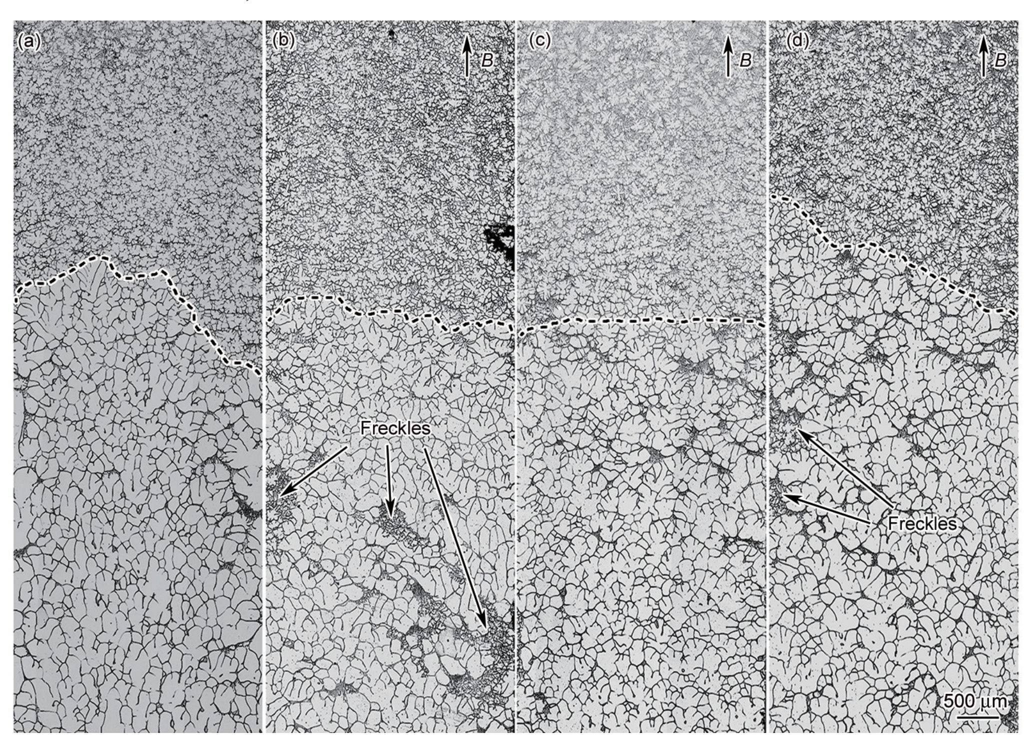


图1 温度梯度为27 K/cm时, 细化后的Al-4.5Cu合金在不同磁场强度下固液界面处的纵截面组织

Fig.1 Quenched longitudinal microstructures near the solid/liquid interface of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified without (a) and with magnetic fields of B=2 T (b), B=4 T (c) and B=6 T (d) under temperature gradient of G=27 K/cm and pulling rate of 10 mm/s (The dashed lines show solid/liquid interfaces)

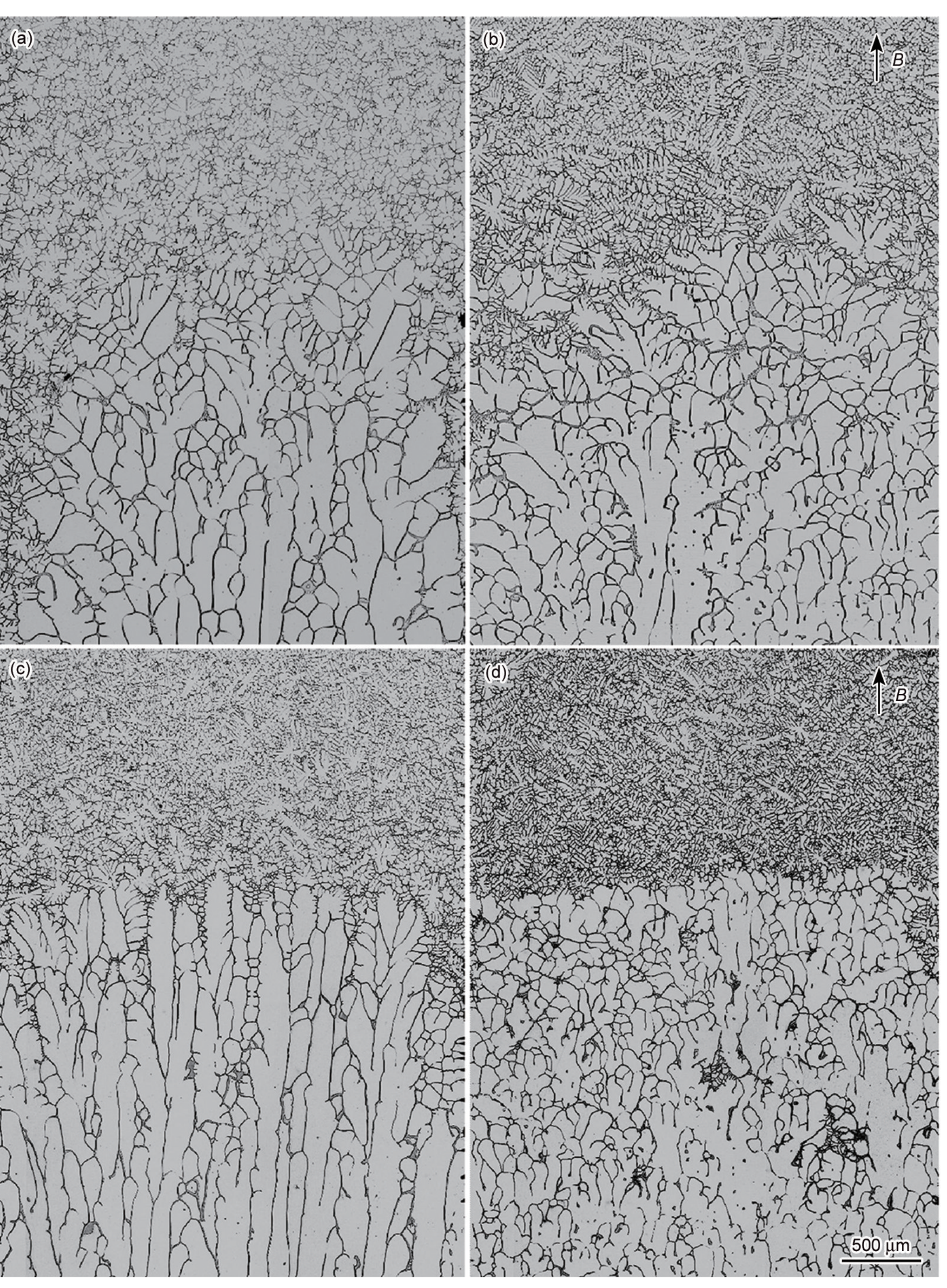


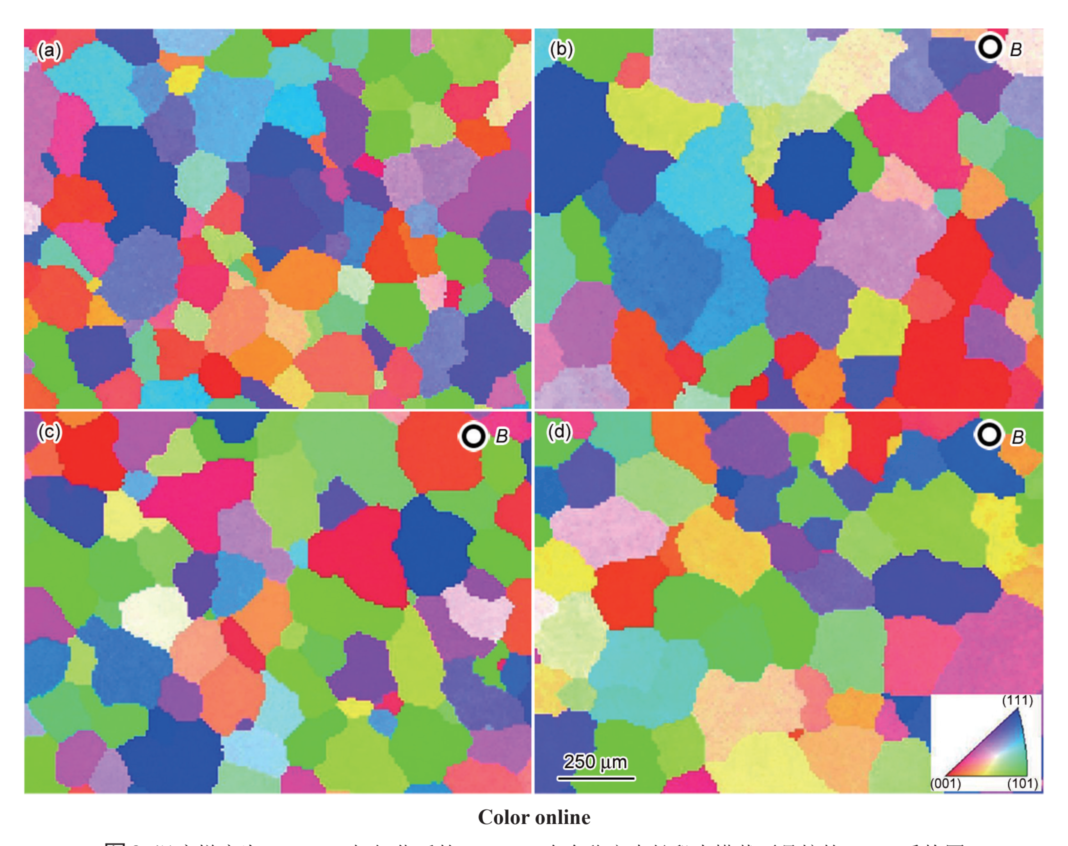
图2 细化后的Al-4.5Cu合金在不同温度梯度条件下, 有无磁场时固液界面处的纵截面组织

Fig.2 Quenched longitudinal microstructures near the solid/liquid interface of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified at *B*=0 T, *G*=65 K/cm (a), *B*=6 T, *G*=65 K/cm (b), *B*=0 T, *G*=101 K/cm (c) and *B*=6 T, *G*=101 K/cm (d)

为101 K/cm时, 无磁场时平均晶粒直径为397 μm, 施加6 T磁场时为285 μm.

图5为温度梯度27 K/cm时, 不同磁场强度下稳定生长段内横截面晶粒的反极图. 反极图内不同颜色的斑点代表取向不同的晶粒. 可见, 无磁场和施加2 T磁场时, 晶粒杂乱分布(图5a和b); 当磁场强度升高到4 T时, 晶粒的取向分布开始发生变化(图5c); 在6 T磁场下, 多数晶粒聚集在〈310〉取向附近(图5d虚线半圆内).

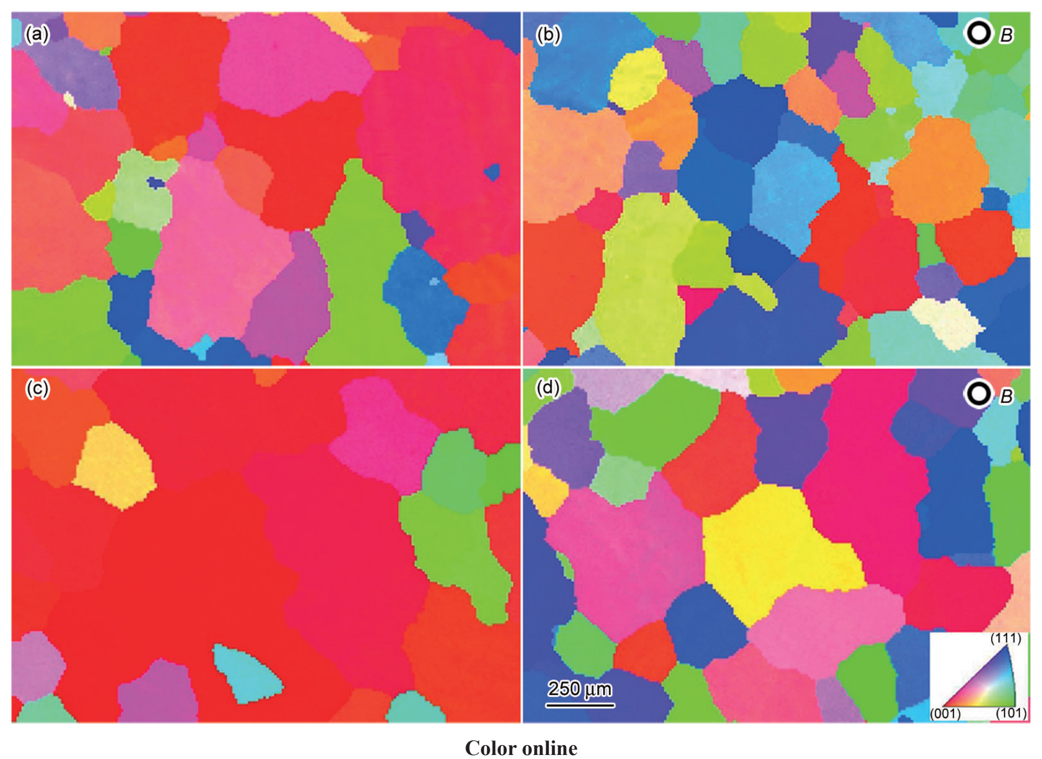
图6为不同温度梯度下, 有无磁场时稳定生长段内晶粒取向分布的反极图. 可以看到, 未施加磁场, 温度梯度为65 K/cm时, 由于部分柱状晶的生成, 晶粒取向开始向反极图〈001〉极点靠拢(图6a), 〈310〉取向附近的晶粒减少(图6b虚线半圆内); 当温度梯度提高到101 K/cm后, 凝固组织基本为柱状晶, 其位向聚集于反极图〈001〉极点附近(图6c), 表现为α-Al



Color online

图 3 温度梯度为27 K/cm时, 细化后的Al-4.5Cu合金稳定生长段内横截面晶粒的EBSD重构图

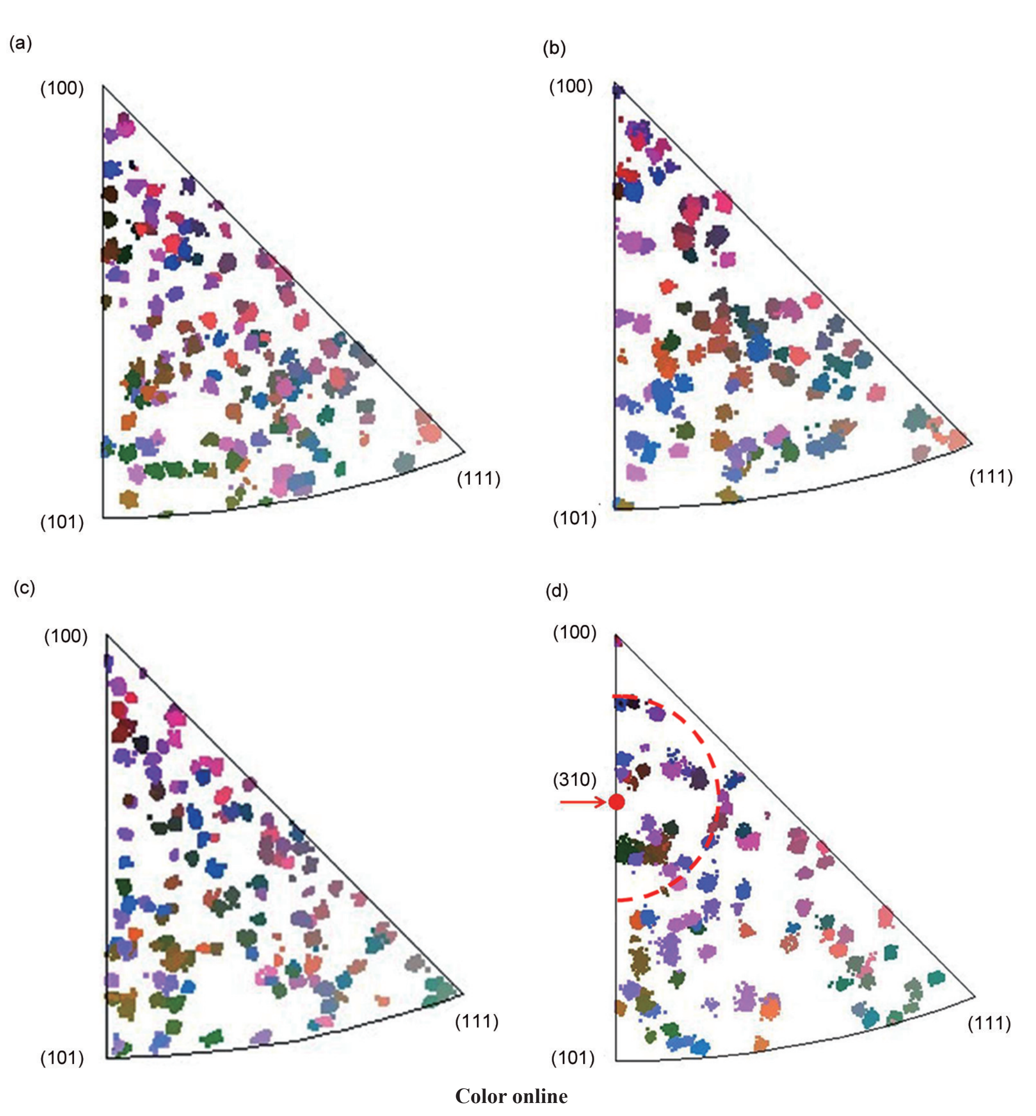
Fig.3 EBSD false color maps of the transverse microstructures in the steady-state growth portion of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified without (a) and with magnetic fields of *B*=2 T (b), *B*=4 T (c) and *B*=6 T (d) under *G*=27 K/cm



Color online

图 4 细化后的Al-4.5Cu合金不同温度梯度下, 有无磁场时稳定生长段内横截面晶粒的EBSD重构图

Fig.4 EBSD false color maps of the transverse microstructures in the steady-state growth portion of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified at *B*=0 T, *G*=65 K/cm (a), *B*=6 T, *G*=65 K/cm (b), *B*=0 T, *G*=101 K/cm (c) and *B*=6 T, *G*=101 K/cm (d)



Color online

图5 温度梯度为27 K/cm时, 细化后的Al-4.5Cu合金稳定生长段内横截面晶粒的反极图

Fig.5 Inverse pole figures (IPFs) of transverse microstructures in the steady-state growth portion of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified without (a) and with magnetic fields of B=2 T (b), B=4 T (c) and B=6 T (d) under G=27 K/cm (The direction of the IPFs refers to the magnetic field direction and the colored spots in the region of the dashed semicircle indicats the grains orientated close to 〈310〉 direction)

的择优生长方向; 施加6 T磁场后, 当温度梯度为65和101 K/cm时, 由于磁场诱发柱状晶-等轴晶转变[22], 重新得到等轴晶组织, 但晶粒分布杂乱(图6b和d).

利用EBSD晶界特征分布图(图7), 统计了温度梯度为27 K/cm时, 不同磁场强度下稳定生长段凝固组织中CSL晶界的比例. 结果表明, 当磁场强度为0, 2, 4和6 T时, CSL晶界比例分别为12.3%, 12.7%, 15.9%和14.8%. 可见, CSL晶界比例先随磁场强度的增大而提高, 在磁场强度为4 T时达到最大, 当磁场强度为6 T时, CSL晶界比例反而有所下降. 结合晶粒取向分布(图5), 表明凝固组织中CSL晶界的比例与织构生成有密切联系.

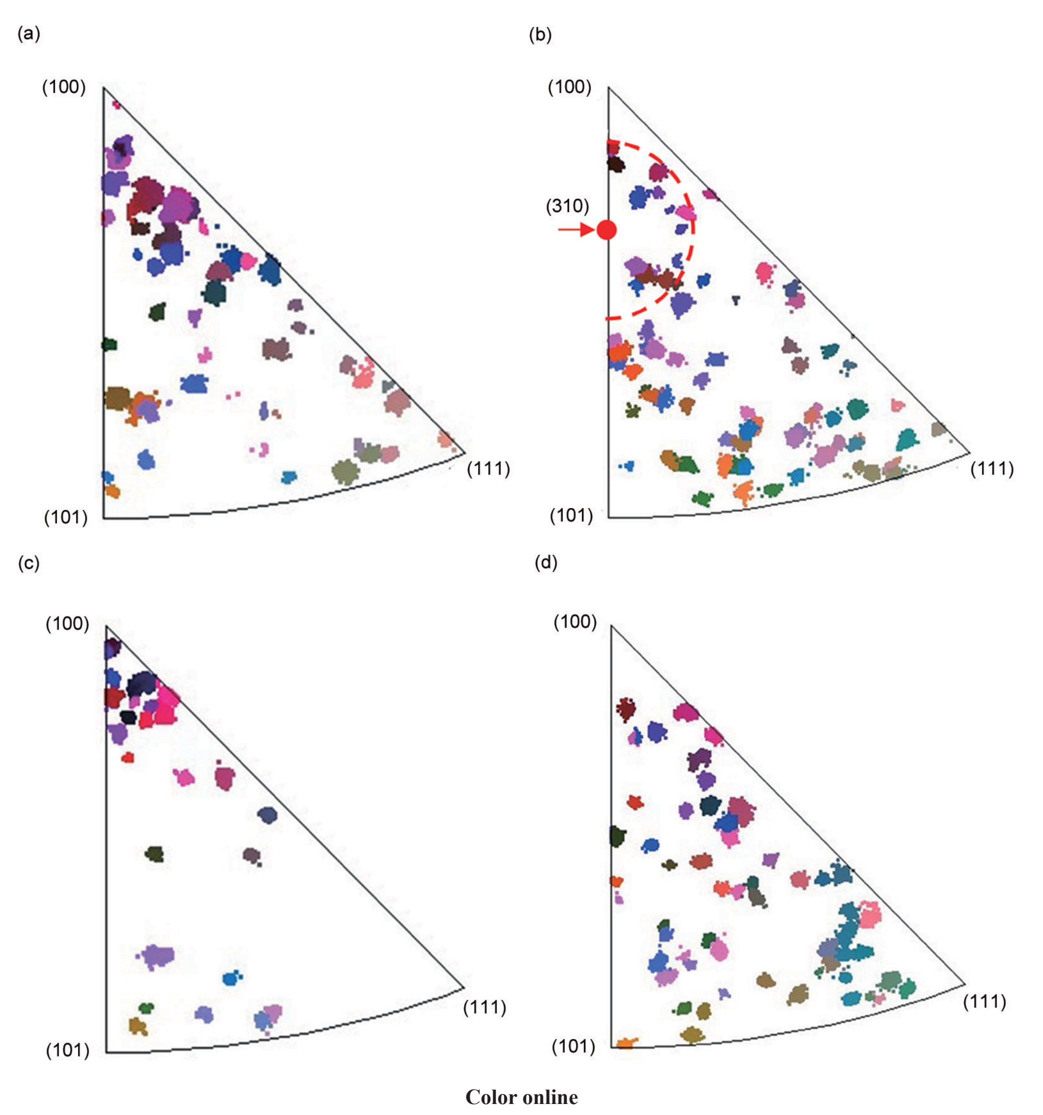
3 分析与讨论

具有磁晶各向异性的晶体置于静磁场中时, 为减小体系能量, 当可以自由转动时, 倾向于使易磁化轴与磁场方向平行[23]. 晶体在匀恒磁场中受到的磁转矩T, 可由下式表示[24]:

$$T = \frac{\Delta\chi}{2\mu_0} B^2 V \sin 2\theta \tag{1}$$

式中, $\Delta\chi$为晶体两晶向间磁化率之差, μ_0为真空磁导率, B为磁场强度, V为晶体体积, θ为磁场与磁化率最大晶向间的夹角.

Al-5Ti-1B细化剂对铝合金的细化机理为: 当细化剂添加入熔体后, 在熔体内生成悬浮的Al_3Ti或TiB_2晶核[25], 随后α-Al在这些基底相上发生异质形



Color online

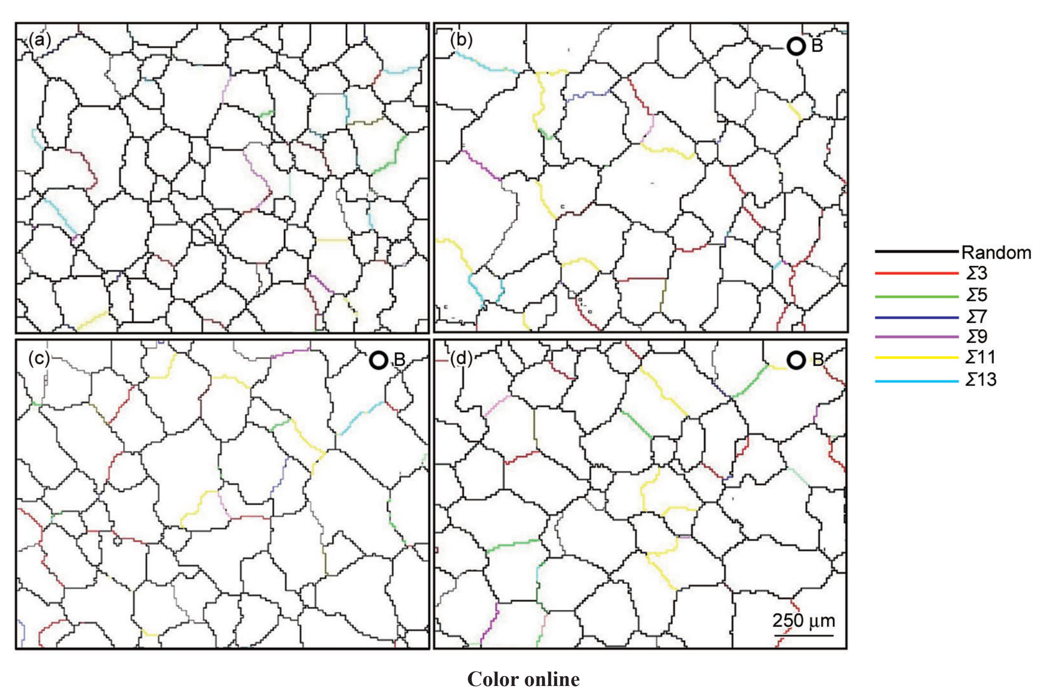
图6 细化后的Al-4.5Cu合金不同温度梯度条件下, 有无磁场时稳定生长段内横截面晶粒的反极图

Fig.6 IPFs of transverse microstructures in the steady-state growth portion of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified at B=0 T, G=65 K/cm (a), B=6 T, G=65 K/cm (b), B=0 T, G=101 K/cm (c) and B=6 T, G=101 K/cm (d) (The direction of the IPFs refers to the magnetic field direction and the colored spots in the region of the dashed semicircle indicates the grains orientated close to 〈310〉 direction)

核和长大. 其中Al_3Ti为体心四方结构, TiB_2为六方结构. 就晶体对称性而言, 两者均可能比fcc α-Al晶体有更显著的磁各向异性. 基底相悬浮于液相内, 施加磁场后可发生转动, 从而影响凝固组织的取向. 但式(1)表明, 磁转矩与晶体的体积成正比. 文献[26]报道, 细化后晶粒中观察到的杆状或板状$TiAl_3$颗粒平均直径为20~40 μm, TiB_2颗粒直径一般小于2 μm. 本实验中得到的α-Al晶粒直径均在150 μm以上(图3). 作用在α-Al相上的磁转矩远大于基底颗粒. 晶粒的最后取向应由α-Al的磁各向异性决定.

朱耀明[27]测量了单晶纯Al中不同晶面的磁化率, 结果表明, 单晶Al的磁晶各向异性是非常显著的, 其中(310)晶面磁化率达到最大值. 根据式(1), 在施加磁场时, Al晶粒的〈310〉晶向将转动到与磁场方向平行, 且磁场强度越高, 取向作用越明显(图8).

当熔体温度过高时, Al-5Ti-1B细化剂会发生退化. 有研究[25]表明: 当熔体温度超过800 ℃, Al-5Ti-1B细化剂在加入10 min后便失去细化效果. 本实验在抽拉开始前要保温一定时间(30 min)以建立稳定温度梯度, 当温度梯度较高时(炉温为850和950 ℃), 液相中的细化剂部分或完全失效, 所以在无磁场条件下得到柱状晶组织. 柱状晶不能自由转动, 无法将〈310〉易磁化晶向转到与磁场平行(图4a和c). 施加磁场后, 柱状晶被热电磁力打碎获得等轴晶, 但由于晶粒间距较小, 无自由转动空间, 得到的细晶组织取向杂乱(图4b和d), 这与文献[19]报道相



Color online

图7 温度梯度为27 K/cm时, 细化后的Al-4.5Cu合金稳定生长段内横截面晶粒在不同磁场强度下的晶界特征图

Fig.7 Grain boundary characteristic maps of transverse microstructures in the steady-state growth portion of refined Al-4.5Cu alloys directionally solidified without (a) and with magnetic fields of B=2 T (b), B=4 T (c) and B=6 T (d) under G=27 K/cm (The colored lines represent the coincidence site lattice (CSL) boundaries)

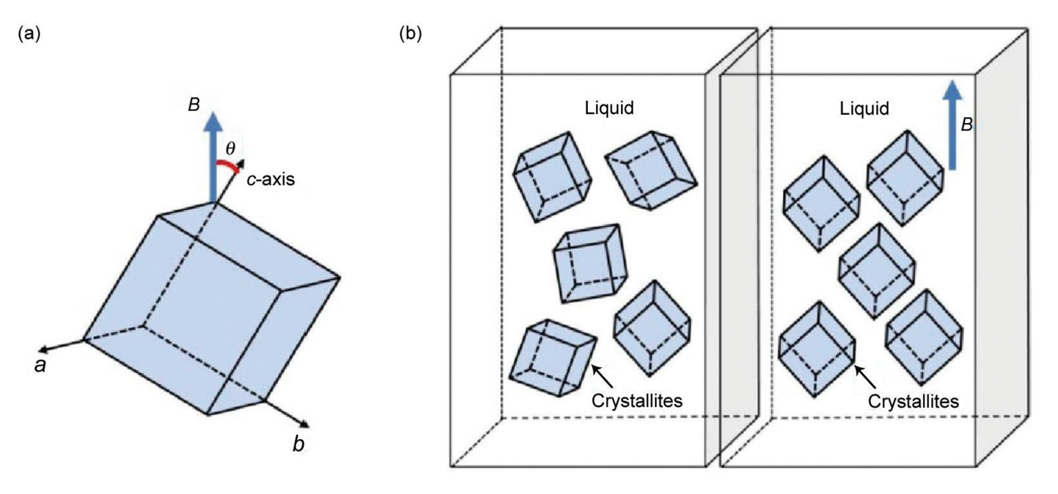


图8 α-Al晶粒在磁场中取向的示意图

Fig.8 Schematic of alignment of α-Al crystal under magnetic field

(a) magnetic torque caused by the magnetic anisotropy of the crystal

(b) process of rotation and re-orientation when the magnetic field is applied

符. 此外, 随着温度梯度的提高, 糊状区长度随之减小. 由Al-Cu相图可得, Al-4.5Cu合金固相线和液相线间温度区间约为74 K. 糊状区长度 ΔL 可以由以下公式估算[28]:

$$G = \frac{\Delta T}{\Delta L} \tag{2}$$

式中, ΔT 为相图上某一成分确定的固相线与液相线之间的温度差. 由式(2)可得, 当温度梯度为27, 65和101 K/cm时, 糊状区长度分别为27, 11和7.3 mm. 可见, 在较低温度梯度下糊状区较长, 较高温度梯度下糊状区变窄. 当拉速恒定时, 低温度梯度下糊状区中生成的自由晶粒有更多时间发生转动, 有利于取向. 这解释了相同磁场强度下(6 T), 温度梯度较低时晶粒取向明显(图5d), 而高温度梯度时, 晶粒分布杂乱(图6b和d).

凝固过程中, 晶粒取向行为还受熔体流动的影响, 流动带来的扰动不利于晶粒取向. 当糊状区内有流动时会出现固液界面倾斜, 产生"斑状"组织等

现象. 无磁场时, 由于定向凝固过程中存在温度梯度, 使熔体内发生密度差异. 密度差可引发对流, 使固液界面倾斜(图 1a). 施加强静磁场对定向凝固中流动的影响主要有 2 方面: 一是磁制动(magnetic damping)效应; 二是热电磁对流(thermoelectric magnetic convection, TEMC)效应. 磁制动效应[29]是指导电流体在外加磁场作用下会感生与运动方向相反的 Lorentz 力, 此力对流动有抑制作用, 可以用无量纲 Hartmann 数(Ha)表征其制动效果. Ha 数定义为磁制动力与熔体黏性力的比值[30]:

$$Ha = \sqrt{\frac{\sigma}{\rho\nu}}BL \tag{3}$$

式中, σ 为金属熔体电导率, ρ 为熔体密度, ν 为熔体动力学黏度, L 为作用尺度. 可见, Ha 数随磁场强度 B 单调增加, 同时受作用尺度 L 的制约, 对坩埚尺度(>1 mm)流动的抑制较显著, 对微观尺度(<1 mm)流动的抑制较弱. 根据式(3), 当试样尺度一定时, 磁制动效应随磁场强度的增加而加强, 熔体中宏观尺度的流动被抑制, 使"斑状"组织减少, 固液界面趋于平直(图 1c).

TEMC 效应是由于定向凝固时, 固液界面前沿存在温度梯度, 同时固液两相的 Seebeck 系数不同, 根据热电原理[22], 固液界面前沿将产生热电流. 施加磁场后, 热电流与磁场相互作用产生 Lorentz 力, 这个力将驱动流动, 从而产生坩埚尺度和微观尺度的对流. TEMC 流速 u_{TEMC} 可表示为:

$$u_{\text{TEMC}} = \sqrt{\frac{\sigma SGBL}{\rho}} \tag{4}$$

式中, S 为固液两相 Seebeck 系数的差值. 由式 (4)可知, TEMC 的强度随磁场增加而增加, 同样也受作用尺度 L 的影响. 在坩埚尺度(>1 mm), 磁制动效应与 TEMC 效应相互制约, 当磁场强度较弱时(2 T), TEMC 使凝固组织中出现"斑状"组织(图 1b), 造成晶粒取向杂乱. 但随着磁场强度的提高(4 T), 磁制动效应增强, 使 TEMC 减弱, "斑状"组织消失, 有利于晶粒取向(图 1c). 在 6 T 磁场下, 由于磁制动效应, 坩埚尺度的流动受到抑制, 但晶粒尺度(200~500 mm)的 TEMC 仍然存在[31], 使"斑状"组织重新出现(图 1d), 并对晶界形成产生扰动, 导致特殊晶界比例下降. 但此时磁转矩亦达到最大, 使大量晶粒发生取向(图 5d).

凝固组织中晶界的形成方式与再结晶退火有所不同. 再结晶退火时晶界的变化主要通过在固相中的迁移而实现[32]. 凝固时, 长大中的两晶粒相互接触, 晶粒间的剩余液膜转变为固相得到晶界. 根据晶界 5 自由度定义[33], 晶界的性质可由两侧晶粒的取向决定. 据前文分析, 磁场可使糊状区中悬浮的 α-Al 晶粒发生旋转取向, 从而改变凝固组织中晶界特征的分布. 根据式(1), 两晶向间磁化率差值越大, 晶粒所受的磁转矩作用越强. 由文献[26]可知, α-Al 中磁化率较大的晶向一般为高指数晶向, 低指数晶向的磁化率相对较小. CSL 晶界可定义为一个晶粒绕另一晶粒某晶向旋转特定角度而得到. 这个晶向一般为低指数晶轴[34]. 当施加足够大的磁场, 且熔体中流动干扰相对较小时, 晶体以较低指数晶向为轴发生转动概率增大, 凝固组织中 CSL 晶界比例提高.

4 结论

(1) 添加 Al-5Ti-1B 细化的 Al-4.5Cu 合金在强磁场下定向凝固时, 由于 α-Al 的磁晶各向异性, 细化后的晶粒沿易磁化方向〈310〉发生取向排布, 温度梯度为 27 K/cm 时, 取向度随着磁场强度增加而增强.

(2) 高温度梯度使糊状区变窄, 晶体自由转动的空间变小, 不利于晶粒的取向; 磁制动效应抑制熔体中流体流动, 有利于晶粒取向; 热电磁对流使熔体中扰动增加, 磁场的取向效果减弱.

(3) 凝固组织中 CSL 晶界的比例与织构类型有关. 施加磁场可提高细化后凝固组织中 CSL 晶界的比例, 磁场诱发晶粒取向是 CSL 晶界比例提高的原因. 此外, CSL 晶界比例受流体流动的影响, 熔体中的流动不利于 CSL 晶界的形成.

参考文献

[1] Engler O, Randle V. *Introduction to Texture Analysis*. Boca Raton: CRC Press, 2010: 8
[2] Saha R, Ray R K. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 1882
[3] Suresh K S, Kim D I, Bhaumik S K, Suwas S. *Scr Mater*, 2012; 66: 602
[4] Chen Y, Li J, Tang B, Kou H, Zhang F, Chang H, Zhou L. *Mater Lett*, 2013; 98: 254
[5] Kobayashi S, Takagi H, Watanabe T. *Philos Mag*, 2013; 93: 1425
[6] Garbacz A, Grabski M W. *Acta Metall Mater*, 1993; 41: 469
[7] Randle V. *Mater Sci Technol*, 2010; 26: 253
[8] Molodov D A, Konijnenberg P J. *Scr Mater*, 2006; 56: 977
[9] Watanabe T, Tsurekawa S, Zhao X, Zuo L. *Scr Mater*, 2006; 54: 969
[10] Ren Z M. *Mater China*, 2010; 29(6): 40
(任忠鸣. 中国材料进展, 2010; 29(6): 40)
[11] Ban C Y, Chen D D, Han Y, Ba Q X, Cui J Z. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1224
(班春燕, 陈丹丹, 韩 逸, 巴启先, 崔建忠. 金属学报, 2008; 44: 1224)

[12] Zuo X W, Wang E G, Han H, Zhang L, He J C. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1219)
(左小伟, 王恩刚, 韩 欢, 张 林, 赫冀成. 金属学报, 2008; 44: 1219)

[13] Shen Y, Ren Z M, Li X, Ren W L. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 417
(沈 裕, 任忠鸣, 李 喜, 任维丽. 金属学报, 2011; 47: 417)

[14] Li X, Fautrelle Y, Ren Z M, Zhang Y D, Esling C. *Acta Mater*, 2010; 58: 2430

[15] Li X, Ren Z M, Cao G H, Fautrelle Y, Esling C. *Acta Mater*, 2011; 59: 6297

[16] Watanabe T, Suzuki Y, Tanii S, Oikawa H. *Philos Mag Lett,* 1990; 62: 9

[17] Sun S S, Yu J B, Ren Z M, Ren W L, Deng K. *Shanghai Met*, 2009; 31(4): 36
(孙双双, 余建波, 任忠鸣, 任维丽, 邓 康. 上海金属, 2009; 31(4): 36)

[18] Li X, Gagnoud A, Ren Z M, Fautrelle Y, Moreau R. *Acta Mater*, 2009; 57: 2180

[19] Li X, Fautrelle Y, Gagnoud A, Cao G, Zhang Y D, Ren Z M, Lu X, Esling C. *Philos Mag Lett*, 2014; 94: 118

[20] Li X, Ren Z M, Fautrelle Y. *Acta Mater*, 2006; 54: 5349

[21] Henry S, Minghetti T, Rappaz M. *Acta Mater*, 1998; 46: 6431

[22] Li X, Fautrelle Y, Ren Z M. *Acta Mater*, 2007; 55: 3803

[23] Sun Z, Guo M, Vleugels J, Van Der Biest O, Blanpain B. *Curr Opin Solid State Mater Sci*, 2012; 16: 254

[24] Mikelson A E, Karklin Y K. *J Cryst Growth*, 1981; 52: 524

[25] Murty B S, Kori S A, Chakraborty M. *Int Mater Rev*, 2002; 47: 3

[26] Davies I G, Dennis J M, Hellawell A. *Metall Trans*, 1970; 1: 275

[27] Zhu Y M. *J Instrum Mater*, 1982; 13(6): 25
(朱耀明. 仪表材料, 1982; 13(6): 25)

[28] Fu H Z, Guo J J, Liu L, Li J S. *Directional Solidification and Processing of Advanced Materials*. Beijing: Science Press, 2008: 517
(傅恒志, 郭景杰, 刘 林, 李金山. 先进材料定向凝固. 北京: 科学出版社, 2008: 517)

[29] Li X, Ren Z M, Ren W L, Li X, Zhong Y B, Deng K, Dong J W, Chen C. *Chin J Nonferrous Met*, 2010; 20: 1913
(李 旭, 任忠鸣, 任维丽, 李 喜, 钟云波, 邓 康, 董建文, 陈 超. 中国有色金属学报, 2010; 20: 1913)

[30] Davidson P A. *Annu Rev Fluid Mech*, 1999; 31: 273

[31] Li X, Fautrelle Y, Zaidat K, Gagnoud A, Ren Z M, Moreau R, Zhang Y D, Esling C. *J Cryst Growth*, 2010; 31: 267

[32] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J, Jonas J J, Jensen D J, Kassner M E, King W E, McNelley T R, McQueen H J, Rollett A D. *Mater Sci Eng*, 1997; A238: 219

[33] Randle V. *Acta Mater*, 1998; 46: 1459

[34] Randle V. *The Role of the Coincidence Site Lattice in Grain Boundary Engineering*. London: Institute of Materials, Minerals and Mining, 1996: 10

(责任编辑:肖素红)

